

KATONA BÁLINT – ORBULOV IMRE NORBERT

Kerámiagömbhéjakkal töltött szintaktikus fémhabok kvázistatikus és nagy alakváltozási sebességű nyomóvizsgálata

Cikkünkben a szintaktikus fémhabok nyomásra adott válaszával foglalkozunk. Vizsgálatainkban összesen négy különböző mátrixanyagú kerámiagömbhéjakkal töltött szintaktikus fémhabot zömítettünk. A különböző alapanyagú és különböző hőkezeltségi állapotú próbatesteket kvázi-statikus nyomóvizsgálatoknak és nagy alakváltozási sebességű vizsgálatoknak vetettük alá. Az eredmények alapján a mátrixanyag kémiai összetétele és hőkezeltségi állapota jelentősen befolyásolja a vizsgált fémhab nyomószilárdsági tulajdonságait. A vizsgált anyag nyomószilárdsága kevésbé függ az alakváltozás sebességétől, szemben a szerkezeti merevséggel, illetve a törési alakváltozással. A habok tönkremeneteli módjai között jelentős különbség mutatkozott a kvázi-statikus, illetve a nagy alakváltozási sebességű mérések esetén.

1. Bevezetés

A fémmátrixú szintaktikus fémhabok speciális, részecskeerősítésű kompozitok, amelyekben a mátrixanyagban gömbhéjak helyezkednek el. Az anyag speciális struktúrájának köszönhetően számos előnyös tulajdonsággal bír: kis sűrűség, jó hő- és rezgésszigetelés, nagyfokú energiaelnyelés jellemzi. Ezen cellás anyagok esetében leggyakrabban alumíniumot vagy annak ötvözetét használják mátrixanyagként, de gyártottak már acél- [1–5], magnézium- [6], és titán- [7–9] mátrixú fémhabokat is. Töltőanyagként kerámia- [10–15] vagy fém- [10]

gömbhéjakat alkalmaznak. A költségek csökkentése érdekében esetenként a jóval olcsóbb építőipari perlittel [16–18] vagy habkövel [19] érik el a cellás szerkezetet.

A fémhabok tipikus terhelési módja a nyomás, a nyomásra adott válaszuk már széles körben vizsgált [20–27]. A kvázistatikus állapotban végzett vizsgálatokra, és az abból kapott eredmények kiértékelési módszereire szabvány is rendelkezésre áll [28]. Ezzel szemben a fémhabok nagy alakváltozási sebességre adott válasza kevésbé kutatott, annak ellenére, hogy az ütközési zónákban való alkalmazásban komoly szerepet tölthetnek be.

Balch és társai kerámia mikro-gömbhéjjal töltött tiszta alumínium, illetve 7075-ös alumíniumötvözet-mátrixú fémhabot gyártottak és vizsgáltak. Kvázistatikus körülmények mellett a nyomószilárdság 100 MPa, illetve 230 MPa-ra adódott, ehhez képest a dinamikus nyomóvizsgálat a nyomószilárdsági érték 10-30%-os növekedését eredményezte [29].

Gupta és társai Al4032 és AZ91D mátrixanyagú szintaktikus fémhabokat vizsgáltak. Megállapították, hogy na-

gyobb alakváltozási sebesség mellett, nagyobb az anyag nyomószilárdsága, és nagyobb energiaelnyelő képességgel rendelkezik [30, 31]. SiC-gömbhéjakkal töltött A356 alumínium-ötvözet-mátrixú fém kompozitok kvázistatikus és dinamikus tulajdonságait vizsgálva, megállapították, hogy a vizsgált minták nyomószilárdsága nem mutat függést az alakváltozás sebességétől [23, 32]. Vizsgálataikat magnézium mátrixszal megismételve, 1,5-szörös nyomószilárdságot mértek [33].

Santa-Maria és társai A380 alumíniumötvözet-mátrixú Al_2O_3 mikro-gömbhéjakkal töltött szintaktikus fémhab kvázistatikus és dinamikus tulajdonságait vizsgálták. A méréseket 880 s⁻¹ és 1720 s⁻¹-os alakváltozási sebesség mellett végezték [24].

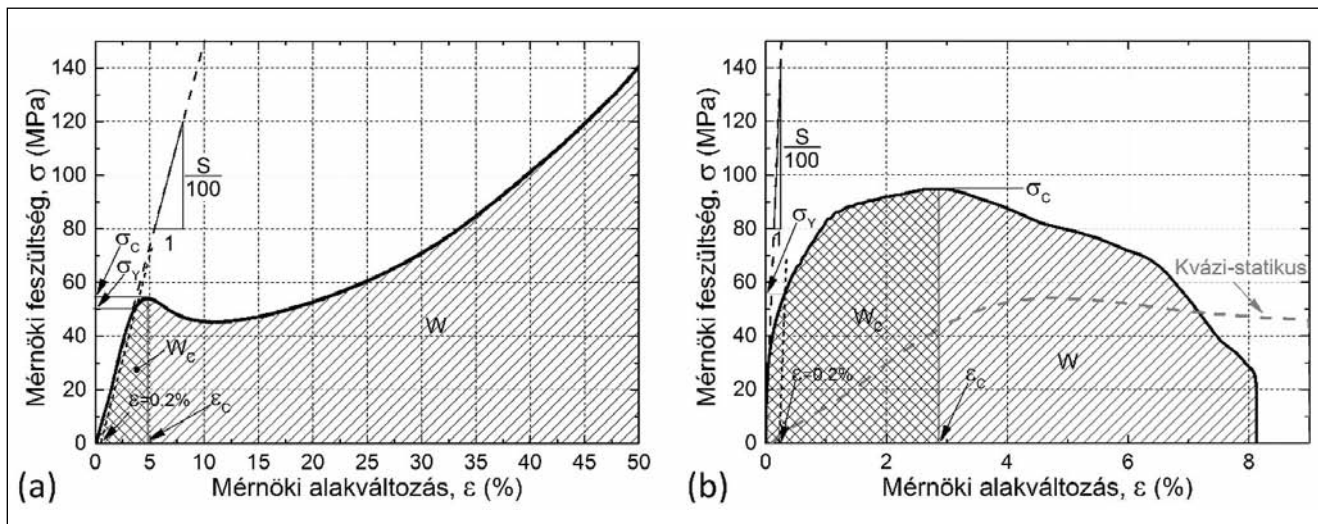
Az említett kutatások fontos információkat adnak a különböző típusú fémhabok dinamikus tulajdonságairól, azonban annak a mátrixanyag kémiai összetételétől és hőkezeltségi állapotától való függését nem taglalják. Ezért jelen kutatás fő célja, hogy a különböző mátrixanyagú és hőkezeltségi állapotú szintaktikus fémhabok kvázistatikus és dinamikus nyomási tulajdonságait bemutassa, így szélesítve tovább az eddig rendelkezésre álló ismereteket.

2. Anyagok és vizsgálati módszerek

A vizsgált szintaktikus fémhabok gáznyomásos (Ar-gáz), folyadék fázisú infiltrálás segítségével készültek. Az alkalmazott mátrixanyagok kémiai összetételét az 1. táblázat mutatja. Az összetétel EDAX Genesis típusú energiadiszperzív spektroszkóp segítségével határoztuk meg.

Katona Bálint 2014-ben szerezte meg MSc-diplomáját a BME Gépészmérnöki Karán. Jelenleg az Anyagtudomány és Technológia Tanszék doktorandusz hallgatója. Kutatásaiban szintaktikus fémhabok fáradási tulajdonságaival foglalkozik.

Orbulov Imre Norbert 2009-ben szerzett PhD-fokozatot a BME Gépészmérnöki Karán. Jelenleg az Anyagtudomány és Technológia Tanszék docense. Kutatási területe a fémmátrixú kompozitok és fémhabok előállítása és tulajdonságaik vizsgálata.



■ 1. ábra. Al99,5 mátrixú szintaktikus fémhab tipikus mérnöki feszültség–mérnöki alakváltozás görbéje kvázistatikuss (a) és nagy alakváltozási sebességnél (b) esetén

Töltőanyagként a Hollomet GmbH Globocer típusú kerámia-gömbhéjakat használtuk. A vizsgált habok térkitöltése minden esetben ~64% volt. A gömbhéjak 33 t% Al_2O_3 , 48 t% amorf SiO_2 és 19 t% mullitból ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$) álltak. Külső átmérőjük $1444 \pm 79,9 \mu\text{m}$, falvastagságuk $58,0 \pm 3,2 \mu\text{m}$ és sűrűségük $0,816 \text{ gcm}^{-3}$ volt. Az előállított fémhabok sűrűsége Al99,5 mátrix esetén $1,83 \text{ gcm}^{-3}$, AlSi12 mátrix esetén $1,78 \text{ gcm}^{-3}$, AlMgSi1 mátrix esetén $1,80 \text{ gcm}^{-3}$ és AlCu5 mátrix esetén $1,84 \text{ gcm}^{-3}$ volt.

Minden mintát homogenizáló hőkezelésnek ('O' végződésű minták) vetettünk alá 520°C -on 30 percig. A hűtést vízben végeztük, a vizsgálatokat pedig közvetlenül a hőkezelés után hajtottuk végre. Az AlMgSi1 és AlCu5 mátrixanyagú minták esetében öregített mintákat is vizsgáltunk ('T6' végződésű minták). Az öregítést 14 órán keresztül 170°C -on végeztük, majd vízben hűtöttük.

A szintaktikus fémhabtömbökből 12,7 mm átmérőjű hengeres próbatesteket munkáltunk ki a kvázistatikuss és a nagy alakváltozási sebességű mérésekhez. Minden próbatest $H/D=1$ -es átmérőviszonnyal rendelkezett. Minden anyag és hőkezelési kombináció-

ból 6-6 mintán végeztünk méréseket. A kvázistatikuss nyomóvizsgálatokat MTS 810 típusú univerzális anyagvizsgáló gépen végeztük el egy négyoszlopos zömítő szerszámban, szobahőmérsékleten. Minden vizsgálatot 50%-os mérnöki alakváltozásig végeztünk $0,01 \text{ s}^{-1}$ integrálközepű alakváltozási sebességgel. A nagy alakváltozási sebességű méréseket Split-Hopkinson teszttel hajtottuk végre. A berendezés a minta 933 s^{-1} , illetve 2629 s^{-1} -os alakváltozási sebességű zömítését tette lehetővé. A tönkremeneteli mechanizmus vizsgálatához a vizsgált mintákból hosszmetseti csiszolatokat készítettünk.

3. Eredmények és kiértékelésük

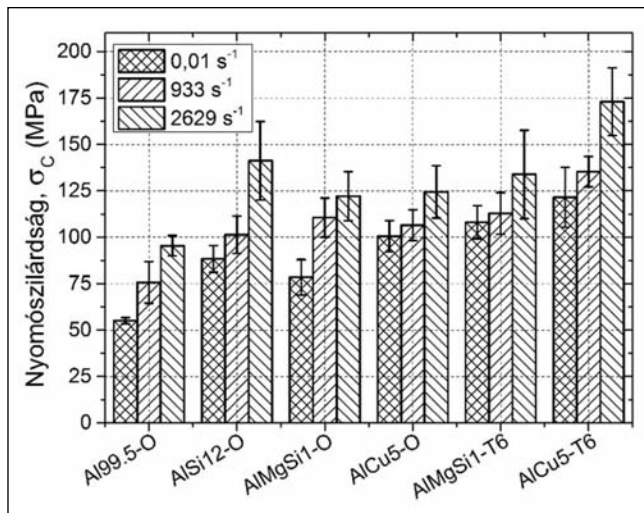
3.1. Mechanikai tulajdonságok

Az 1. ábrán az Al99,5 mátrixanyagú szintaktikus fémhab jellegzetes mérnöki feszültség–mérnöki alakváltozás görbéje látható kvázistatikuss (1a ábra) és nagy alakváltozási sebességű mérés (1b ábra) esetében. A két legfontosabb feszültségérték a 0,2%-os képlékeny alakváltozáshoz tartozó feszültség (σ_y (MPa)) és a nyomószilárdság (σ_c (MPa)). A törési alakváltozás (ϵ_c (%)) az első lokális csúcshoz (nyomószilárdság) tartozó alakváltozási érték. További fontos mennyiség a fajlagos törési munka (W_c (Jcm^{-3}))) és a teljes elnyelt fajlagos mechanikai energia (W (Jcm^{-3}))), amelyek a regisztrált görbe törési alakváltozásig, illetve a folyamat végéig tartó alakváltozásig vett integrálja.

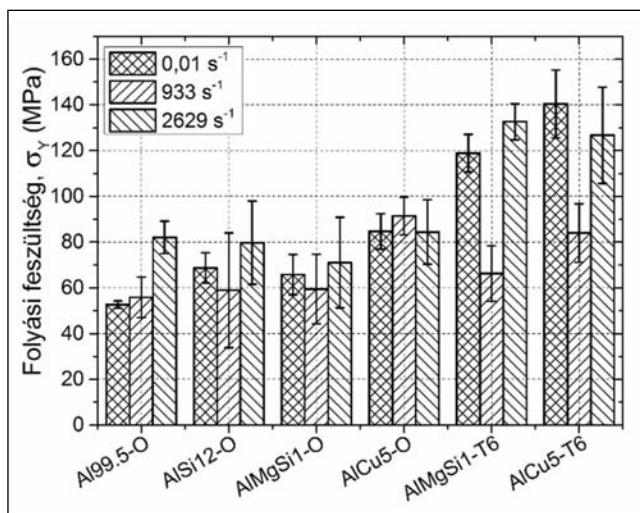
A vizsgált szintaktikus fémhabok nyomószilárdsági értékeit a 2. ábra mutatja. Az ötvöztelen mátrixanyagú szintaktikus fémhabok (Al99,5-O) kisebb nyomószilárdsági értékkel rendelkeznek, mint az ötvözöttek. Megfigyelhető, hogy a Mg-Si (~2 t%) és a Cu (~4,5 t%) ötvözés nagyobb nyomószilárdságot eredményezett, mint a csak szilíciummal (~13 t%) történő ötvözés. A kvázistatikuss esetben a T6-os hőkezeltségi állapotú anyagok nyomószilárdsági értékei ~40-, illetve ~20%-kal növekedtek az oldó hőkezelést kapott Mg-Si, illetve Cu ötvöztetésű mintáknál mért értékekkel szemben. Nagy alakváltozási sebesség mellett ez a növekedés kisebb volt (~10%) a Mg-Si ötvöztetésű anyag esetében, de nagyobb (~40%) a Cu ötvöztetésű minták esetében. Az Al99,5 mátrixú anyag nyomószilárdsága nőtt az alakváltozási sebesség növelésével. Az átlagos növekedés a kvázistatikuss méréshez képest ~20%, illetve ~45% volt a 933 s^{-1} illetve a 2629 s^{-1} alakváltozási sebességek esetében. Az alakváltozási sebességtől való érzékenység számszerűsíthető az alakváltozási sebesség érzékenységi paraméter (Σ ,

1. táblázat. Az alkalmazott mátrixanyagok főbb adatai

Mátrix	ASM ekvivalens	Összetétel (t%)						R_m (MPa)	T_{olv} ($^\circ\text{C}$)
		Al	Si	Fe	Mg	Cu	egyéb		
Al99,5	Al1050	99,5	0,1	0,1	-	-	0,3	75	660
AlSi12	A413.0	86,0	12,8	0,1	0,1	-	1,0	115	575
AlMgSi1	Al6082	97,0	1,1	0,5	1,1	-	0,3	125	650
AlCu5	Al2011	95,0	-	-	-	4,5	0,5	190	630



■ 2. ábra. A vizsgált szintaktikus fémhabok nyomószilárdsága



■ 3. ábra. A vizsgált szintaktikus fémhabok folyási feszültsége

2. táblázat) alapján, amely elterjedt a fémhabokkal kapcsolatos szakirodalomban [24, 29]. Számítási módja:

$$\Sigma = \frac{\sigma_d - \sigma_q}{\sigma^*} \frac{1}{\ln\left(\frac{\dot{\epsilon}_d}{\dot{\epsilon}_q}\right)},$$

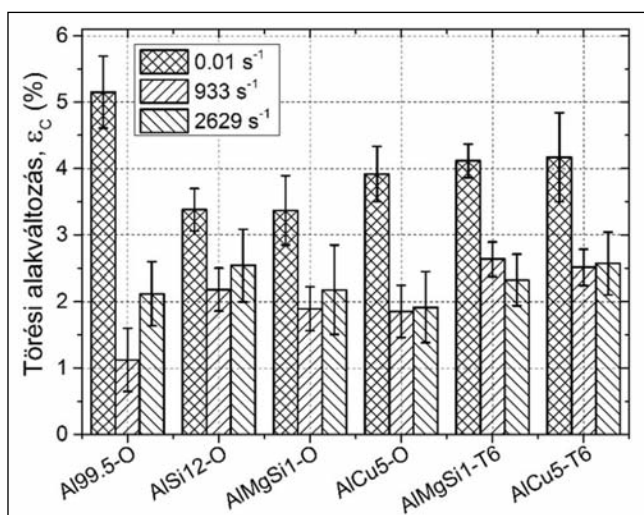
ahol, σ az adott alakváltozás mellett mért feszültség, σ^* a 0,2%-os képlékeny alakváltozásnál mért feszültség, $\dot{\epsilon}$ pedig az alakváltozási sebesség. A „d” illetve a „q” indexek a dinamikus, illetve kvázistatikus mérésekre utalnak. Minél nagyobb a Σ paraméter értéke, annál inkább sebességérzékeny az anyag (vagyis például már kis sebességnövekedésre is jóval nagyobb szilárdsági mérőszámokat ad). Az alakváltozási sebesség érzékenységi paraméter és a kémiai összetétel között lévő egyértelmű összefüggést nem lehet megállapítani.

2. táblázat. Az előállított szintaktikus fémhabtömbök sűrűség és porozitás értékei

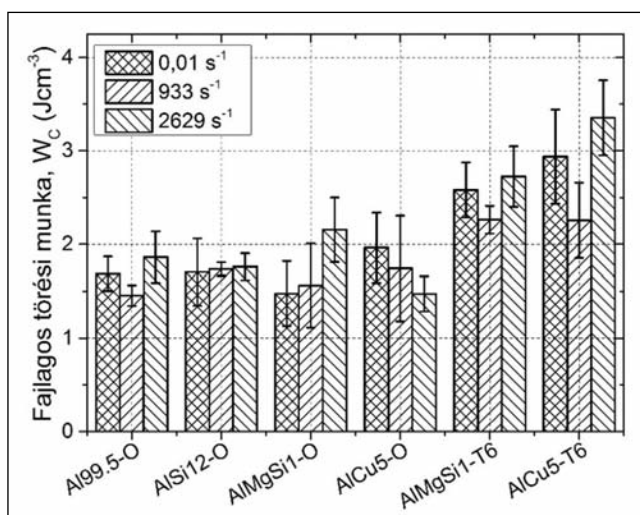
$\dot{\epsilon}_d$ (S ⁻¹)	Mátrix	σ_{Cd} (MPa)	σ_{Cq} (MPa)	σ^* (MPa)	Σ (-)
933	Al99,5-O	75,7	55,1	52,7	0,0427
	AlSi12-O	101,3	88,4	101,7	0,0139
	AlMgSi1-O	110,6	78,4	65,8	0,0535
	AlCu5-O	106,4	100,5	104,7	0,0062
	AlMgSi1-T6	112,8	108,1	118,8	0,0043
	AlCu5-T6	135,4	121,5	140,4	0,0108
2629	Al99,5-O	95,4	55,1	52,7	0,0752
	AlSi12-O	141,2	88,4	101,7	0,0511
	AlMgSi1-O	122,1	78,4	65,8	0,0654
	AlCu5-O	124,4	100,5	104,7	0,0224
	AlMgSi1-T6	133,9	108,1	118,8	0,0214

A 3. ábra a vizsgált anyagok σ_y értékét mutatja. Ez a feszültségérték a nyomószilárdsághoz hasonló függést mutat a mátrixanyag kémiai összetételétől. A homogenizált hőkezeltségű

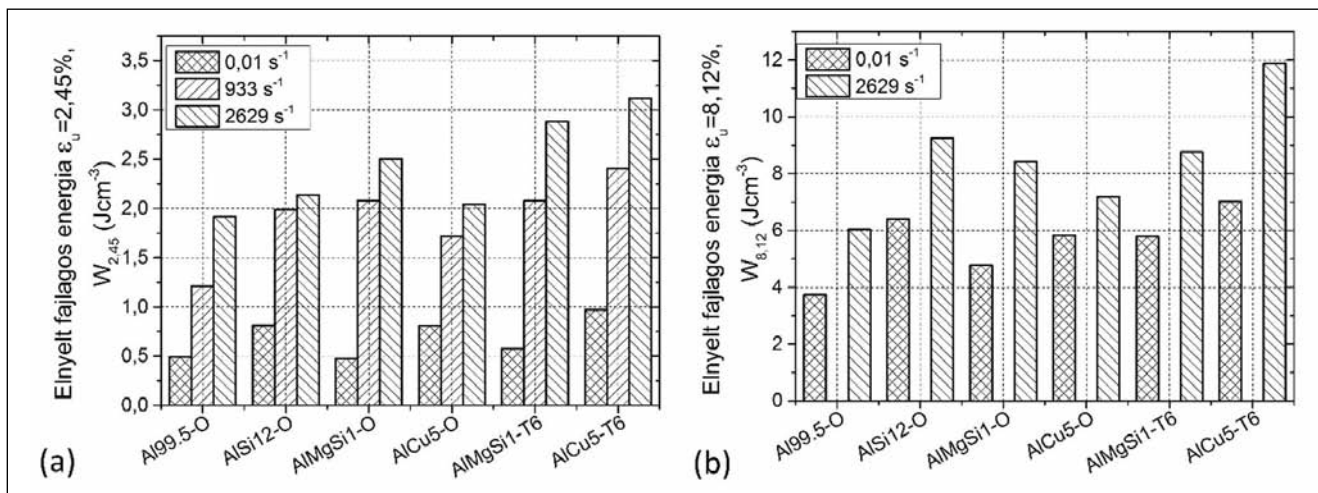
minták esetében a σ_y értéke az alakváltozási sebesség növelésével csak kis mértékben növekedett, értéke a kvázistatikus méréseknél meghatározott szórásásvan maradt. Ezzel szemben



■ 4. ábra. A vizsgált szintaktikus fémhabok törési alakváltozása



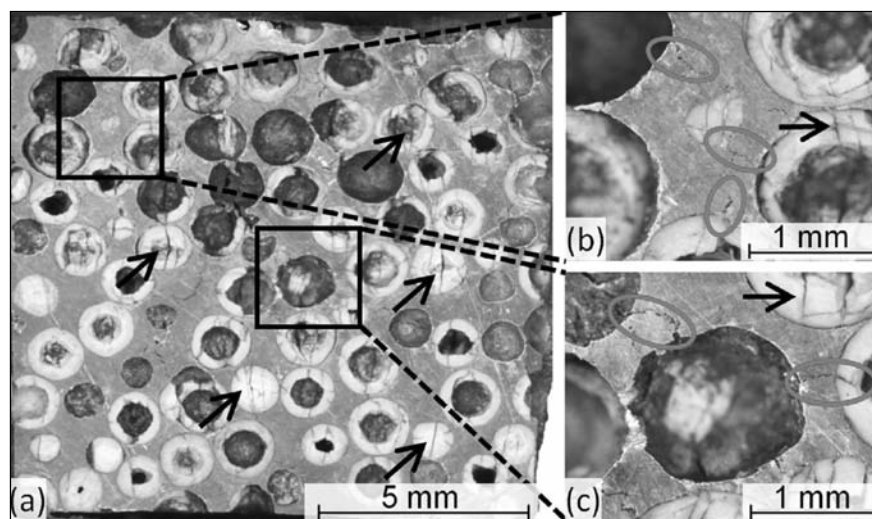
■ 5. ábra. A vizsgált szintaktikus fémhabok fajlagos törési munkája



■ 6. ábra. A vizsgált szintaktikus fémhabok által elnyelt fajlagos energia 2,45% (a) és 8,12% (b) ϵ_u értékek mellett

a T6-os hőkezeltségű minták különös viselkedést mutattak. A 933 s^{-1} alakváltozási sebesség mellett a folyáshatár értékében jelentős visszaesés volt a kvázistatikus méréshez képest, ami viszont a 2629 s^{-1} alakváltozási sebességű mérésnél ismét elérte a kvázistatikus mérésnél tapasztalt értéket. Ennek a jelenségnek egy lehetséges magyarázata a lényegesen eltérő törési mechanizmusban található (lásd 3.2. alfejezet).

A törési alakváltozás értékek a 4. ábrán láthatóak. A törési alakváltozás értéke jelentősen (~50%) kisebb volt a nagy alakváltozási sebességű mérések esetében. Ez a különböző tönkremeneteli módokkal és az ebből adódó eltérő terhelési állapotokkal magyarázható. Kvázistatikus esetben a törés a mátrixanyag és a töltőanyag szilárdságának arányától függ [29]. Ezzel szemben, a dinamikus terhelés esetén a terhelés rövid időtartama miatt nem volt lehetőség az alkotók (mátrix és töltőanyag) anyagon belüli átrendeződésére, ami így egy új törési mechanizmust eredményezett (lásd 3.2. alfejezet). A nyomószilárdsági és törési alakváltozási értékek ellentétes csökkenése és növekedése kompenzálja egymást, emiatt a törési energia értékek közel azonosak a különböző anyagok eltérő alakváltozási sebességek melletti vizsgálatainak esetében. Az 5. ábrán megfigyelhető, hogy a T6-os hőkezelés eredményezi a legnagyobb törési energiával rendelkező anyagot, mivel itt tapasztalhatóak az ebből a szempontból legkedvezőbb nyomószilárdság-törési alakváltozás értékpárok. A vizsgálatok során a törési alak-



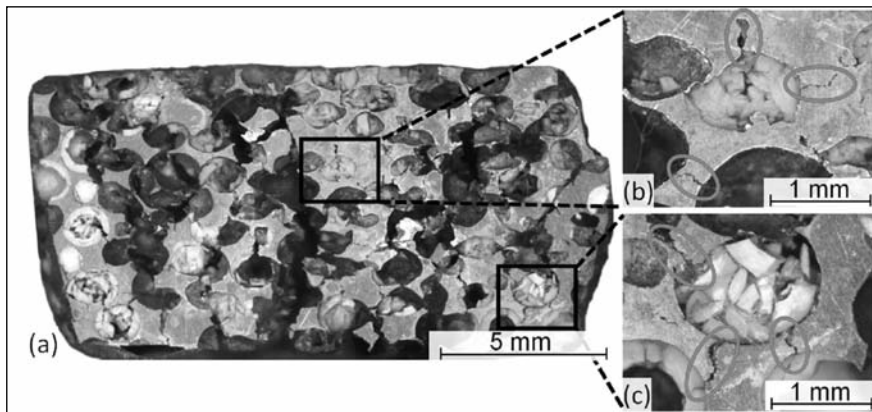
■ 7. ábra. Egy 933 s^{-1} alakváltozási sebesség mellett zömített Al99,5 mátrixú szintaktikus fémhabminta keresztmetszeti csiszolatának teljes képe (a) és egyes részeinek nagyítása (b, c)

változás elérésekor a mintában makroszkopikus repedés keletkezett (lásd 3.2. alfejezet).

A teljes elnyelt fajlagos energia esetében, mivel a dinamikus alakváltozási sebességeknél a gép konstrukciója miatt eltérő teljes alakváltozást lehetett csak elérni, ezért a kapott eredmények egymással közvetlenül nem összehasonlíthatóak. A 2629 s^{-1} alakváltozási sebesség mellett az elnyelt energia lényegesen nagyobb (körülbelül háromszoros) volt, mint a 933 s^{-1} alakváltozási sebesség mellett végzett méréseknél tapasztalt, köszönhetően a nagyobb teljes alakváltozási értéknek. Ezt kiküszöbölendő, a különböző anyagú és hőkezeltségű minták zömítéséből kapott eredmények alapján előállítottuk a 6. ábrán látható értékeket, amelyeket a két dinamikus mérés

során tapasztalt legkisebb teljes alakváltozási értékek alapján határoztunk meg (mindkét esetben az Al99,5-O minta hozta a legkisebb teljes alakváltozási értéket, rendre 2,45%-ot és 8,12%-ot a 933 s^{-1} és a 2629 s^{-1} sebességű mérések során).

Az így meghatározott értékek (a közös integrálási határok miatt) már összehasonlíthatóak egymással. A 6. ábrán egyértelműen megfigyelhető a különböző alakváltozási sebességek közötti különbség. A 2,45%-os teljes alakváltozás mellett a legnagyobb alakváltozási sebességű méréseknél tapasztalt elnyelt energia értékek (6a ábra) közel kétszeresei a kvázistatikus állapotban mértetekhez képest. Hasonló eredmények figyelhetők meg a 8,12%-os alakváltozással számolt értékek esetében (6b ábra).



■ **8. ábra.** Egy 2629 s^{-1} alakváltozási sebesség mellett zömített Al99,5 mátrixú szintaktikus fémhabminta keresztmetszeti csiszolatának teljes képe (a) és egyes részeinek kinagyítása (b, c)

3.2. Tönkremeneteli mechanizmusok

Ebben az alfejezetben a növelt alakváltozási sebességű próbatestek tönkremenetelét mutatjuk be. A 7. ábra egy homogenizált hőkezelt állapottú Al99,5 mátrixú 933 s^{-1} alakváltozási sebesség mellett zömített minta keresztmetszeti képét mutatja. A zömítés hatására a töltőanyag falaiban repedések jelentek meg. A 7a ábrán látható nyílak néhány jellegzetes és jól látható repedést mutatnak. A létrejött repedések párhuzamosak voltak a terhelési iránnyal, valamint az anyagban lévő gömbhéjak megtartották gömb jellegüket. A nagyított képeken (7b és 7c) a mátrixanyagban futó repedéseket lehet megfigyelni, amiket a képeken ellipszisek jelölnek. Ezek a repedések a gömbhéjak rideg törésénél indulnak és feltehetőleg a gömbhéjak belsejében lévő megnövekedett gáznyomás miatt terjednek. A repedések a mátrixanyaghoz érve vagy megállnak, vagy a szomszédos gömbhéjig tovaterjednek.

A 8. ábra az Al99,5 mátrixú szintaktikus fémhab keresztmetszeti csiszolati képét mutatja 2629 s^{-1} alakváltozási sebesség mellett végzett zömítést követően, 8,12%-os teljes alakváltozásig. A nagy becsapódási energia miatt a létrejött alakváltozás jelentősen nagyobb, mint az előző (933 s^{-1}) esetben. A gömbhéjak teljesen eltörtek, elvesztették gömb jellegüket, az üregek ellaposodtak és az anyagban létrejött nagyobb méretű kvázi egyenes repedések mentén kiperegtek. Egyes esetekben a minta 2-3 nagyobb darabra szétvált a repedések mentén. A 8b és a 8c ábra a törött gömbhéjak két tipikus esetét mutatja. A szomszédos gömb-

héjak közötti repedések jelentősen nagyobbak és szélesebbek voltak a nagyobb deformáció okozta nagyobb belső nyomásnak köszönhetően.

4. Következtetések

Az általunk vizsgált szintaktikus fémhabok esetében a mérnöki feszültség-mérnöki alakváltozás görbéi a kvázistatikus és a nagy alakváltozási sebességgel végzett mérések esetében jelentősen különböznek egymástól, azonban a szabványos jellemző tulajdonságok jól meghatározhatóak.

A mátrixanyag kémiai összetételének, az alkalmazott hőkezelésnek és az alkalmazott alakváltozási sebességnek jelentős hatása van a vizsgált fémmátrixú szintaktikus fémhabok nyomószilárdsági tulajdonságaira. A paraméterek helyes megválasztásával, egy adott alkalmazásnak megfelelő tulajdonságokkal rendelkező anyag is előállítható.

A kvázistatikus és dinamikus körülmények mellett végzett vizsgálatok során különböző tönkremeneteli mechanizmusok voltak megfigyelhetők. A nagyobb alakváltozási sebesség mellett (933 s^{-1}) elvégzett vizsgálatok esetében a gömbhéjakon egyenes, a terhelés irányával párhuzamos repedések mutatkoztak. A legnagyobb alakváltozási sebesség (2629 s^{-1}) mellett a gömbhéjak több apró darabra törtek, a minta pedig több különálló darabra esett szét.

5. Köszönetnyilvánítás

A kutatási eredmény és a cikk a Bolyai János Kutatási Ösztöndíj támogatásával készült.

Irodalom

- [1] Castro, G. – Nutt, S.R.: Synthesis of syntactic steel foam using gravity-fed infiltration. *Mater Sci Eng A* 2012, 553, 89–95.
- [2] Castro, G. – Nutt, S.R.: Synthesis of syntactic steel foam using mechanical pressure infiltration. *Mater Sci Eng A* 2012, 535, 274–280.
- [3] Weise, J. – Lehmhus, D. – Baumeister, J. – Kun, R. – Bayoumi, M. – Busse, M.: Production and properties of 316L stainless steel cellular materials and syntactic foams. *Steel Res Int* 2014, 85(3), 486–497.
- [4] Luong, D. D. – Shunmugasamy, V. C. – Gupta, N. – Lehmhus, D. – Weise, J. – Baumeister, J.: Quasi-static and high strain rates compressive response of iron and Invar matrix syntactic foams. *Mater Des* 2015, 66, 516–531.
- [5] Peroni, L. – Scapin, M. – Avalor, M. – Weise, J. – Lehmhus, D.: Dynamic mechanical behavior of syntactic iron foams with glass microspheres. *Mater Sci Eng A* 2012, 552, 364–375.
- [6] Xia, X. – Feng, J. – Ding, J. – Song, K. – Chen, X. – Zhao, W. et al.: Fabrication and characterization of closed-cell magnesium-based composite foams. *Mater Des* 2015, 74, 36–43.
- [7] Mondal, D. P. – Datta Majumder, J. – Jha, N. – Badkul, A. – Das, S. – Patel, A. et al.: Titaniumcenosphere syntactic foam made through powder metallurgy route. *Mater Des* 2012, 34, 82–89.
- [8] Xue, X. B. – Wang, L. Q. – Wang, M. M. – Lü, W. J. – Zhang, D.: Manufacturing, compressive behaviour and elastic modulus of Ti matrix syntactic foam fabricated by powder metallurgy. *Trans Nonferrous Metals Soc China* 2012, 22, 188–192.
- [9] Xue, X. B. – Zhao, Y.: Ti matrix syntactic foam fabricated by powder metallurgy: particle breakage and elastic modulus. *JOM* 2011, 63(2), 43–47.
- [10] Hollomet GmbH. <<http://www.hollomet.com/home.html>> [2015.06.15].
- [11] Envirospheres Ltd. <<http://www.envirospheres.com/products.asp>> [2015.06.15].
- [12] Sphere Services Inc. <<http://www.sphereservices.com/>> [2015.06.15].
- [13] 3M Company. <http://solutions.3m.com/wps/portal/3M/en_US/3M-Defense-US/Defense/Products/~?N=5444948&rt=c3> [2015.06.15].
- [14] Deep Springs Technology. <http://teamdst.com/pdf/HollowShells_MTG119-A%20Web.pdf> [2015.06.15].
- [15] Ceno Technologies. <<http://ceno-technologies.com/>> [2015.06.15].
- [16] Taherishargh, M. – Belova, I. V. – Murch, G. E. – Fiedler, T.: Low-density expanded perlite-aluminium syntactic

- foam. Mater Sci Eng A 2014, 604, 127–134.
- [17] Taherishargh, M. – Belova, I. V. – Murch, G. E. – Fiedler, T.: On the mechanical properties of heat-treated expanded perlite–aluminium syntactic foam. Mater Des 2014, 63, 375–383.
- [18] Taherishargh, M. – Sulong, M. A. – Belova, I. V. – Murch, G. E. – Fiedler, T.: On the particle size effect in expanded perlite aluminium syntactic foam. Mater Des 2015, 66, 294–303.
- [19] Taherishargh, M. – Belova, I. V. – Murch, G. E. – Fiedler, T.: Pumice/aluminium syntactic foam. Mater Sci Eng A 2015, 635, 102–108.
- [20] Tao, X. F. – Zhao, Y. Y.: Compressive behavior of Al matrix syntactic foams toughened with Al particles. Scripta Mater 2009, 61(5), 461–464.
- [21] Orbulov, I. N. – Ginsztler, J.: Compressive behaviour of metal matrix syntactic foams. Acta Polytech Hungarica 2012, 9(2), 43–56.
- [22] Rohatgi, P. K. – Kim, J. K. – Gupta, N. – Alaraj, S. – Daoud, A.: Compressive characteristics of A356/fly ash cenosphere composites synthesized by pressure infiltration technique. Composites Part A 2006, 37(3), 430–437.
- [23] Luong, D. D. – Strbik III, O. M. – Hammond, V. H. – Gupta, N. – Cho, K.: Development of high performance lightweight aluminum alloy/SiC hollow sphere syntactic foams and compressive characterization at quasi-static and high strain rates. J Alloys Comp 2013, 550, 412–422.
- [24] Santa Maria, J. A. – Schultz, B. F. – Ferguson, J. B. – Gupta, N. – Rohatgi, P. K.: Effect of hollowsphere size and size distribution on the quasi-static and high strain rate compressive properties of Al-A380–Al₂O₃ syntactic foams. J Mater Sci 2014, 49, 1267–1278.
- [25] Daoud, A. – Abou El-khair, M. T. – Abdel-Aziz, M. – Rohatgi, P.: Fabrication, microstructure and compressive behavior of ZC63 Mg – microballoon foam composites. Compos Sci Technol 2007, 67(9), 1842–1853.
- [26] Kiser, M. – He, M. Y. – Zok, F. W.: The mechanical response of ceramic microballoon reinforced aluminum matrix composites under compressive loading. Acta Mater 1999, 47(9), 2685–2694.
- [27] Rohatgi, P. – Gupta, N. – Schultz, B. – Luong, D.: The synthesis, compressive properties, and applications of metal matrix syntactic foams. JOM 2011, 63(2), 36–42.
- [28] Testing of metallic materials – Compression test of metallic cellular materials, DIN 50134 standard; October 2008.
- [29] Balch, D. K. – O'Dwyer, J. G. – Davis, G. R. – Cady, C. M. – Gray III, G. T. – Dunand, D. C.: Plasticity and damage in aluminum syntactic foams deformed under dynamic and quasi-static conditions. Mater Sci and Eng A 2005, 391(1–2), 408–417.
- [30] Luong, D. D. – Gupta, N. – Daoud, A. – Rohatgi, P. K.: High strain rate compressive characterization of aluminum alloy/fly ash cenosphere composites. JOM 2011, 63(2), 53–6.
- [31] Luong, D. D. – Gupta, N. – Rohatgi, P. K.: The high strain rate compressive response of Mg–Al alloy/fly Ash cenosphere composites. JOM 2011, 63(2), 48–52.
- [32] Cox, J. – Luong, D. D. – Shunmugasamy, V. C. – Gupta, N. – Strbik III, O. M. – Cho, K.: Dynamic and thermal properties of aluminum alloy A356/silicon carbide hollow particle syntactic foams. Metals 2014, 4, 530–548.
- [33] Anantharaman, H. – Shunmugasamy, V. C. – Strbik III, O. M. – Gupta, N. – Cho, K.: Dynamic properties of silicon carbide hollow particle filled magnesium alloy (AZ91D) matrix syntactic foams. Int J Impact Eng 2015, 82, 14–24.

SEPSI MÁTÉ – PARTI JÓZSEF – MERTINGER VALÉRIA

Öntött saválló acél keménységének korrelációja a szabványon belüli összetétel változásával

Kipufogórendszerek alapanyagaként előszeretettel alkalmazott Cr-C-Si-W ötvöztetésű ferrites saválló acélból ék alakú próbákat öntöttünk. Vizsgáltuk a hűlési sebesség, a szabványon belüli összetételváltozás hatását a kialakult mikroszerkezetre és keménységre. Megállapítottuk, hogy a vizsgált tartományon belül a hűlési sebességnek nincs számottevő hatása, viszont a szabványon belüli összetétel-eltérés okozhat olyan mértékű változást a szöveti jellemzőkben, hogy az ötvöztetést hőkezelni kell. A keménységnövekedés a Cr_{ekv}/Ni_{ekv} csökkenéséből adódik, minek köszönhetően jelentősen megnő az ausztenit térfogathányada és az öntvény keménysége is.

Bevezetés

Az egyre szigorodó károsanyag-kibocsátási normák, a csökkenő üzemanyag-fogyasztási elvárások újfajta tervezési megközelítést követelnek az autógyártóktól. A beépített alkatrészek súlyának csökkentése, a gépjármű motorok hatásfokának növelése új ötvöztetések megjelenését eredményezte a kipufogórendszer alkatrészeit ille-

Sepsi Máté a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karának 4. féléves hőkezelő-képlékenyalakító szakirányos anyagmérnök BSc-hallgatója. 2015. évi őszi intézményi TDK-n az Anyagtudomány I. szekcióban dolgozatával első helyezést ért el. Specializációja a röntgendiffrakciós finomszerkezet vizsgálati módszer.

Parti József a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karán hőkezelő szakirányos MSc anyagmérnök oklevelet szerzett 2012-ben. 11 éves öntödei múlttal, vas- és acélöntészeti tapasztalatokkal rendelkezik. Jelenleg a Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola hallgatója.

Dr. Mertinger Valéria 1990-ben a Miskolci Egyetem Kohómérnöki Karán fémalakító szakon, fémtani ágazaton, 1994-ben pedig a Kossuth Lajos Tudományegyetemen mérnök-fizikus szakon szerzett oklevelet. PhD-fokozatát 1994-ben szerezte a Miskolci Egyetemen. A Műszaki Anyagtudományi Kar egyetemi tanára, a Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola törzstagja. Témavezetésével eddig négy hallgató szerzett PhD-fokozatot. Jelenleg öt fő, köztük Parti József témavezetője.